第 51 卷 第 1 期 金属学报 Vol.51 No.1
2015 年 1 月 第40−48页 ACTA METALLURGICA SINICA Jan. 2015 pp.40−48

连续柱状晶组织CuNi10Fe1Mn合金变形行为的各向异性*

刘永康[1)] 黄海友[1,2)] 谢建新[1,2)]

1) 北京科技大学新材料技术研究院材料先进制备技术教育部重点实验室, 北京 100083
2) 北京科技大学现代交通金属材料与加工技术北京实验室, 北京 100083

摘 要 研究了连续柱状晶组织CuNi10Fe1Mn合金板试样沿平行柱状晶生长方向(SD)和垂直柱状晶生长方向(PD)拉伸时的力学性能和变形行为, 讨论了连续柱状晶组织各向异性对合金力学性能和变形行为的影响. 研究结果表明: 试样沿SD和PD均具有[100]择优取向, 但沿SD所有晶粒的取向均分布于[100]附近, 平均Taylor因子$\overline{m}$值约为2.17, 而沿PD部分晶粒的取向分散于[001]-[011]之间, 具有一定的取向分散性, $\overline{m}$值约为2.93. 低取向分散性、无横向晶界约束等组织特征使试样沿SD变形时应力分布均匀, 各晶粒沿拉伸方向变形一致, 屈服强度和抗拉强度分别为85和215 MPa, 断后伸长率达到42%, 具有典型韧性断口; 由于存在一定的取向分散性和横向晶界, 使得PD试样变形时出现明显的晶界应力集中和表面凹凸起伏, 屈服强度明显增加, 为115 MPa, 断后伸长率下降至36%, 具有混合型断口. 连续柱状晶组织CuNi10Fe1Mn合金的晶粒取向和晶界分布的各向异性是造成变形行为各向异性的原因.

关键词 连续柱状晶, Cu-Ni合金, 各向异性, 力学性能, 变形行为

中图法分类号 TG249.7, TG146.1 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2015)01-0040-09

ANISOTROPIC DEFORMATION BEHAVIOR OF CONTINUOUS COLUMNAR-GRAINED CuNi10Fe1Mn ALLOY

LIU Yongkang[1)], *HUANG Haiyou*[1,2)], *XIE Jianxin*[1,2)]

1) Key Laboratory for Advanced Materials Processing of Ministry of Education, Institute for Advanced Materials and Technology, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083
2) Beijing Laboratory of Metallic Materials and Processing for Modern Transportation, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083

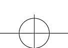
Correspondent: XIE Jianxin, professor, Tel: (010)62332254, E-mail: jxxie@mater.ustb.edu.cn

Supported by National Key Technology Research and Development Program of China (No.2011BAE23B00), National Natural Science Foundation of China (No.51104015) and Independent Research Program of State Key Laboratory for Advanced Metals and Materials (No.2012Z-12)

Manuscript received 2014−07−04, in revised form 2014−09−23

ABSTRACT In continuous unidirectional solidification process, an unidirectional heat transfer condition can be established to control grain growth direction along the solidification direction (SD). By this method, continuous columnar-grained (CCG) polycrystalline alloys without transverse grain boundary can be obtained, which possess high orientated texture and straight grain boundary morphology. High orientated texture can significantly improve the consistency among the grains, and the straight grain boundaries reduce the number of coordinated strain compo-

* 国家科技支撑计划项目2011BAE23B00, 国家自然科学基金项目51104015和新金属材料国家重点实验室自主研究课题2012Z-12资助
收到初稿日期: 2014−07−04, 收到修改稿日期: 2014−09−23
作者简介: 刘永康, 男, 1989年生, 硕士生
DOI: 10.11900/0412.1961.2014.00363



nents, resulting in high plasticity and excellent extension behavior along the SD in the CCG alloys. For example, the CCG polycrystalline CuNi10Fe1Mn alloy has a high tensile elongation (>40%). However, as described above, the CCG polycrystalline alloy has an extremely anisotropic microstructure. In order to improve its performance, select the appropriate processing methods, and establish a reasonable process, its mechanical properties and deformation behavior were investigated with tensile direction along the SD or perpendicular to the solidification direction (PD) in this work. The electron back-scatter diffraction (EBSD) and digital image correlation (DIC) techniques were introduced to study the effects of microstructure anisotropy on the mechanical properties and deformation behavior. The results indicate that both SD and PD samples have [100] preferred orientation. All grains in SD samples (Taylor factor $\overline{m}$=2.17) are nearby [100], while some grains in PD samples (Taylor factor $\overline{m}$=2.93) scatter among [001]-[011]. Microstructure characteristics of low orientation dispersion and no horizontal grain boundary in SD samples contribute to the uniform stress distribution and consistent deformation behavior in each grain along the tensile direction. The yield strength, tensile strength and elongation are 85 MPa, 215 MPa and 42%, respectively. Compared to SD samples, PD samples appear to grain boundary stress concentration and zigzag surface morphologies due to the orientation dispersion and horizontal grain boundaries. As a result, the yield strength markedly increases to 115 MPa, and the elongation decreases to 36%. The SD and PD samples occur ductile and mixed fracture, respectively. The anisotropic deformation behavior of CCG polycrystalline CuNi10Fe1Mn alloy is attributed to the anisotropic grain orientation and the grain boundary distribution.

KEY WORDS continuous columnar grain, Cu-Ni alloy, anisotropy, mechanical property, deformation behavior

连续定向凝固过程中, 由于在熔体与凝固金属间建立了单向传热条件[1], 可控制晶粒沿晶体学易生长方向连续长大, 制备晶粒沿凝固方向平行排列、不含与凝固方向垂直的晶界(横向晶界)、具有高取向性组织的合金, 是特殊的单晶或多晶组织合金[2~4]. 以立方晶系金属材料为例, 晶体沿<001>方向生长速度最快, 因此容易制备具有强<001>取向织构的连续柱状晶组织合金[5~9]. 强取向性织构可显著提升合金沿晶向拉伸时的变形一致性, 平直的晶界减少了变形时需协调的应变分量个数, 横向晶界的消除降低了位错运动与晶界的交互作用. 因此, 与普通多晶组织相比, 连续柱状晶组织合金在沿凝固方向变形时, 显示出高塑性和优异的延展变形能力. 例如, 本课题组在前期的研究工作中, 采用连续定向凝固方法制备的直径17.28 mm纯Cu线杆, 可以在室温下无中间退火拉拔成直径19.7 μm的丝材, 累积变形量达到7.69×10^7 %[9]; 制备的连续柱状晶组织CuNi10Fe1Mn白铜合金管材的拉伸断后伸长率达49%, 与普通多晶组织纯Cu的断后伸长率相当[8,10]; 直径10 mm, 壁厚1.8 mm的连续柱状晶组织CuNi10Fe1Mn合金管材, 经多道次室温轧制和拉拔变形, 可连续冷加工成直径为1.0 mm, 壁厚0.2 mm的毛细管, 总断面缩减率达98.9%[11].

利用上述特点, 可以发展多种以连续定向凝固与强加工变形相结合为特点的短流程、高效率制备与加工技术[9,12~14]. 例如, 采用热冷组合铸型连铸成形CuNi10Fe1Mn白铜合金管材[13], 具有表面质量高、冷加工性能优良, 可直接进行大变形量连续冷轧, 加工各种冷凝管材, 与传统挤轧法相比, 可大幅度缩短工艺流程, 显著提高生产效率和成材率[15,16]. 然而, 如上所述, 连续柱状晶组织合金是一种组织极端各向异性合金. 研究组织极端异向性对合金力学性能和变形行为的影响, 对于提高其使用性能, 选择合适的加工方式, 制订合理的加工工艺具有重要意义. 因此, 本工作以CuNi10Fe1Mn白铜合金为对象, 采用全场应变分析方法, 研究了平行和垂直于连续柱状晶生长方向试样在拉伸变形过程中的应变分布及变化规律, 结合组织观察和取向分析, 讨论了连续柱状晶组织各向异性对其力学性能和变形行为的影响.

1 实验方法

实验采用纯度为99.9%以上的纯金属为原料, 按照ASTM B111标准进行配比, 采用定向凝固方法, 制备了截面尺寸为85 mm×45 mm的连续柱状晶组织CuNi10Fe1Mn合金板材. 经分析, 板材的实际化学成分(质量分数, %)为: Ni 10.70, Fe 1.35, Mn 0.70, Cu余量.

采用电火花线切割将合金板材加工成2组狗骨型拉伸试样, 试样拉伸方向分别平行和垂直于柱状晶生长(凝固)方向, 并分别记为SD (solidification direction)试样和PD (perpendicular direction)试样. 所有试样标距段长度为20 mm, 横截面尺寸为3 mm×5 mm. 在MTS-810万能材料试验机上进行室温单轴拉伸变形, 应变速率为10^{-3} s^{-1}.

采用D/max-RB 12kW旋转阳极X射线衍射仪(XRD, Cu$K_α$辐射)对试样物相进行分析. 在拉伸实验前, 将试样5 mm×30 mm的表面用砂纸和绒布先后进行机械磨光和抛光, 浸蚀约5 s (浸蚀剂为体积比2∶2∶1的$CH_3COOH+HNO_3+H_2O$溶液), 在KEYENCE VHX-2000 3D光学显微镜(OM)上进行金相观察, 之后再将试样电解抛光(电解液为体积比1∶3∶6的$H_2SO_4+H_2O+H_3PO_4$溶液, 抛光电压和电流分别为5.8~6.0 V, 0.9~1.0 A, 抛光时间140~150 s), 在配备电子背散射衍射(EBSD)探头的TESCAN MIRA3 LMH型热场发射扫描电镜(SEM)上进行EBSD取向分析, 数据处理采用HKL Channel 5取向分析软件.

采用数字图像相关方法(DIC)[17~20]对SD和PD试样在拉伸过程中的全场应变分布进行了分析. 拉伸前在试样表面喷漆, 获得可以追踪的散斑, 利用MTS-810万能试验机进行拉伸变形加载, 使用2台4M CCD相机(2358 pixels×1728 pixels)进行图像采集, 再通过ARAMIS 3D图像分析软件计算, 获得试样全场应变数据和应变云图分布.

2 实验结果

2.1 显微组织

图1a和b分别是连续柱状多晶CuNi10Fe1Mn合金试样平行和垂直于柱状晶轴向的OM像. 由图可知, 连续柱状晶晶粒的平均直径约为1.5 mm, 晶粒内部由大量枝晶组成, 狭长的一次枝晶沿凝固方向生长, 彼此平行排列, 平均间距约为200 μm. 二次枝晶生长方向与一次枝晶垂直, 彼此夹角为90°, 在横截面照片中呈现“十字”形状(图1b). XRD分析结果如图1c所示, 物相标定所使用的点阵常数为: $a=b=c=0.35923$ nm, $α=β=γ=90°$[21]. 图1c表明, 连续柱状晶组织CuNi10Fe1Mn合金由单一的$α$相组成, XRD谱中尖锐的(200)衍射峰表明合金沿凝固方向具有强[100]择优取向. 结合图1a和b的枝晶形貌分析可知, 具有fcc结构的$α$相的一次枝晶沿[100]方向生长, 二次枝晶沿与一次枝晶垂直的4个<001>方向生长, 从而生成图1b中的“十字”形状.

2.2 力学性能

SD和PD试样典型的拉伸应力-应变曲线如图2所示. 图2表明, 与PD试样相比, SD试样具有更高的塑性、较低的屈服强度和抗拉强度. 对2组试样各5次拉伸实验结果进行统计, 得到的平均力学性能数据如下: SD试样的平均断后伸长率达到42%, 平均屈服强度和抗拉强度分别为85和215 MPa; PD试样的平均屈服强度和抗拉强度分别为115和229 MPa, 平均伸长率为36%. 断后伸长率和屈服强度均表现出各向异性. 但与砂型铸造和离心铸造[22]

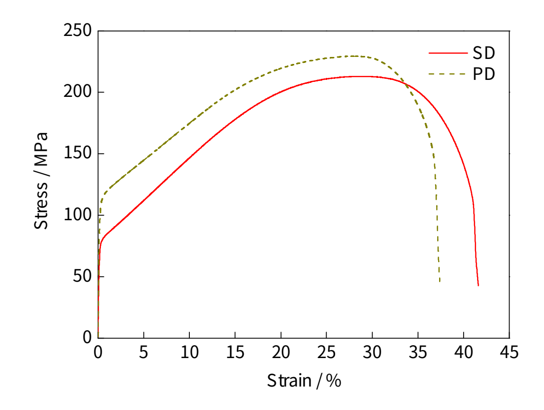
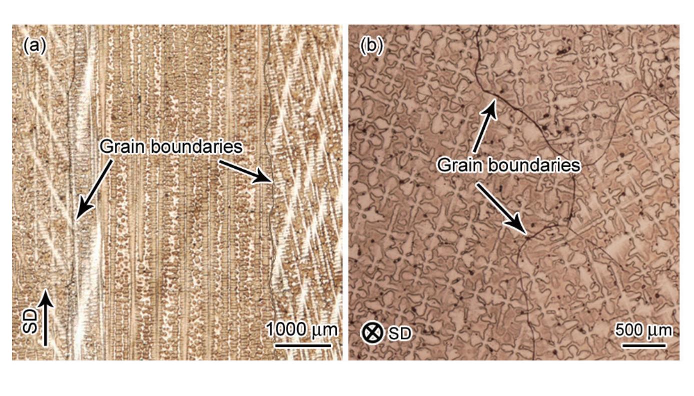


图2 SD和PD试样的室温拉伸应力-应变曲线

Fig.2 Tensile stress-strain curves of the samples loaded along the solidification direction (SD) and perpendicular to the solidification direction (PD) at room temperature



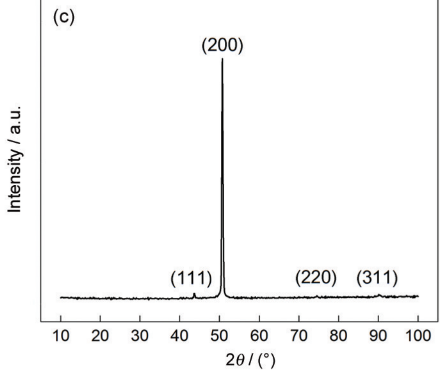


图1 定向凝固连续柱状晶CuNi10Fe1Mn合金的OM像和XRD谱

Fig.1 Longitudinal (a) and transverse (b) section OM images and XRD spectrum (c) of as-cast continuous columnar-grained (CCG) CuNi10Fe1Mn ingot (SD—solidification direction)

等传统铸造工艺相比, 连续柱状晶组织CuNi10Fe1Mn合金SD和PD试样均显示出高塑性.

为了表征材料的塑性各向异性的大小, 定义塑性各向异性 η 为:

$$\eta = \frac{\bar{\delta}_{SD} - \bar{\delta}_{PD}}{\bar{\delta}_{SD}} \quad (1)$$

式中, $\bar{\delta}_{SD}$ 和 $\bar{\delta}_{PD}$ 分别表示SD和PD试样的平均断后伸长率. 由式(1)计算可知, PD试样的断后伸长率比SD试样低14.3%, 即塑性各向异性为14.3%.

2.3 试样表面和断口形貌

拉伸变形后试样的表面和断口形貌如图3a~d所示. SD试样正表面呈现出平行于力轴方向的条带状凹凸起伏(图3a), 且越靠近断口, 凹凸幅度越大. 试样侧表面较为平滑, 无明显的表面浮凸. 而PD试样正表面和侧表面都出现了沿拉伸方向显著的凹凸起伏(竹节状变形, 图3b). 经与OM像对比分析后确定, SD和PD试样的凹凸起伏均沿晶界发生, 即晶粒间的变形不一致, 相邻晶粒存在应变差异, 从而表现出以晶粒为单元的浮凸现象. SD试样断口处发生明显的缩颈现象, 断口存在大量均匀分布的韧窝(图3c), 具有韧性断口; 而PD试样断口处, 缩颈程度较小, 断口有较大面积河流状花样, 韧窝较少且分布不均匀, 具有混合型断口(图3d). 对PD试样的缩颈和断裂位置与柱状晶晶界进行了对比, 发现缩颈和断裂发生在柱状晶晶内.

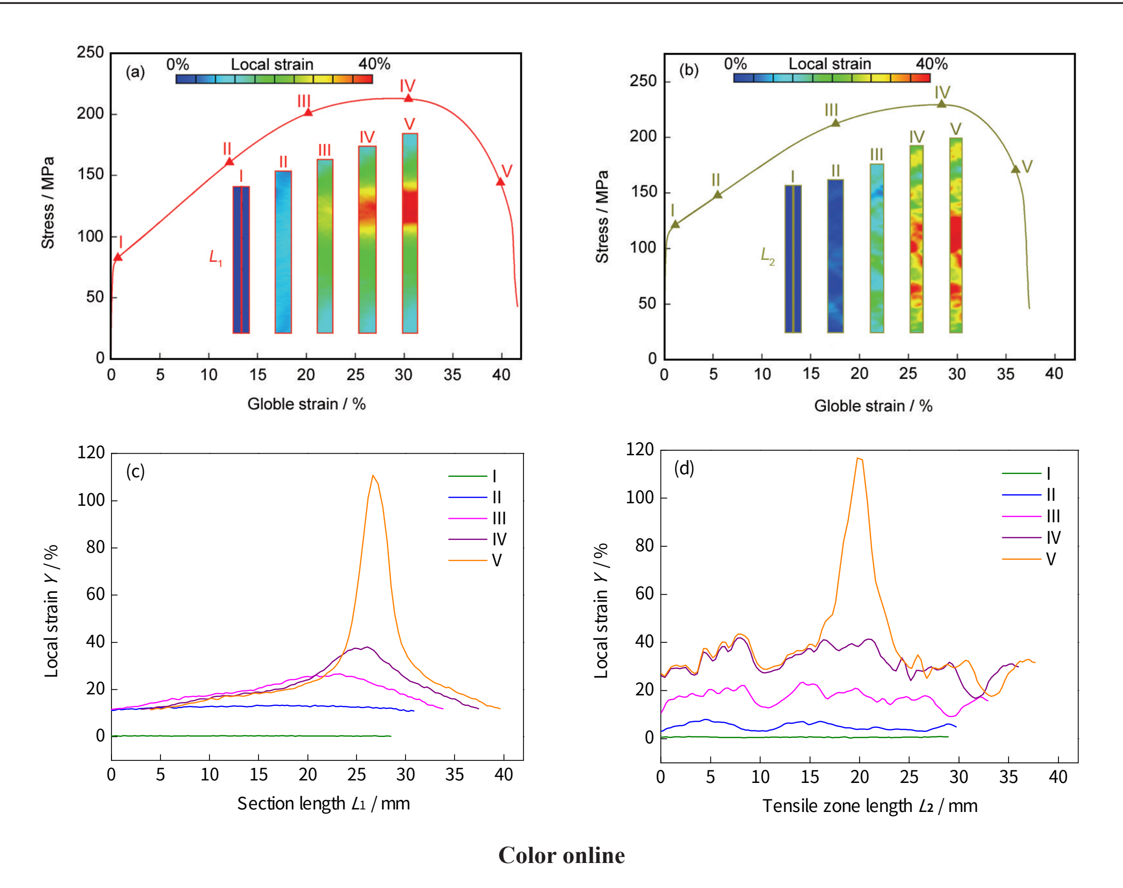
2.4 拉伸过程中的全场应变

采用全场应变分析方法, 进一步研究了连续柱状晶组织CuNi10Fe1Mn合金SD和PD试样拉伸过程中变形行为的差异. 使用相机记录了SD和PD试样在单轴拉伸持续加载过程中变形区表面散斑的位移, 通过软件分析得到全场应变的变化规律. 分别截选了5个特征应变量(塑性变形初始点I, 塑性变形段II和III, 宏观应力最大点IV和缩颈阶段V)下试样变形区全场应变分布云图(图4a和b). 需要说明的是, 当局部应变量大于或等于40%时, 在图4a和b云图中均表示为红色, 为了给出更为详尽的局部应变量分布情况, 提取了沿试样轴向中心线(L_1和L_2)的局部应变数据, 并绘于图4c和d中. 其中, 图中纵坐标——局部应变值 Y 是根据试样表面斑点的位移换算而得, 当试样发生缩颈后, 在缩颈区域发生失稳变形, 导致局部应变突变.



图3 拉伸试样断后试样表面的OM像和断口形貌SEM像

Fig.3 The surface OM images (a, b) and SEM fracture morphologies (c, d) of SD sample (a, c) and PD sample (b, d)



Color online

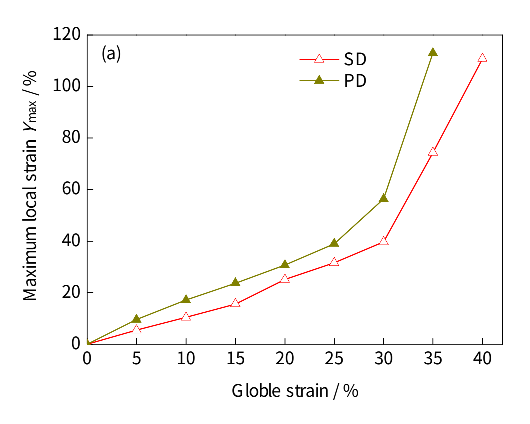
图4 试样在拉伸过程中全场应变分布云图和沿试样轴向中心线的应变分布

Fig.4 Nominal stress-strain (σ-ε) curves at room temperature and the insert full-field axial strain images using in situ digital image correlation (DIC) at five typical selected points along the curves (a, b) and the strain distribution along the longitudinal center lines L_1 and L_2 (c, d) of SD (a, c) and PD (b, d) samples (The color contour maps stand for magnitudes of local strain Y. The initial tensile zone area is 3 mm×29 mm. Each local strain Y image in two graphs labeled I-V on the σ-ε curves)

SD试样拉伸过程中应变的分布情况如图4a和c所示，当试样拉伸至宏观应变量12%时(位置II处)，整个变形区应变分布均匀. 随着外加载荷的继续增大，试样中部开始出现局部应力集中区域(如云图III和IV所示). 当宏观应变量超过30%(位置IV)时，试样在应力集中区域发生缩颈，宏观应力下降，而局部应力集中继续加剧(如云图V所示). 随后，在宏观应变量42%左右时，局部应力集中区域发生穿晶断裂.

PD试样拉伸过程中全场应变分布情况如图4b和d所示. 与SD试样明显不同，在进入塑性阶段后较早时刻(宏观应变量6%，云图II)，试样变形区内即出现了多个局部应力集中区域. 随着外加载荷的增大，试样不同变形区的应变差也逐渐增大(如图4d曲线II~IV所示)，局部应力集中加剧. 当宏观应变量超过30%后，试样在中部应力集中区域发生缩颈，宏观应力下降，而局部应力集中继续增大直至试样断裂.

图5a绘出了拉伸过程中SD和PD试样变形区沿拉伸方向的最大局部应变Y_{max}随宏观应变量的变化. 从图中可以看出，SD和PD试样的最大局部应变的变化规律相似，即均匀变形阶段，最大局部应变随宏观应变的增大缓慢上升，当宏观应变量达到30%左右时，发生缩颈，最大局部应变值迅速增大，直至断裂. 在相同宏观应变量下，SD试样具有更小的最大局部应变值. 考虑到SD试样的抗拉强度也低于PD试样，说明其无论从整体还是局部，SD试样都显示出比PD试样更小的流变应力. 在断裂前，2组试样的最大局部应变值相近，说明导致2组试样失效的局部应力相差较小. 进一步对PD试样断裂位置与柱状晶晶界进行对比，发现PD试样断裂时，晶界没有成为裂纹扩展的优先通道，即断裂位置与晶界无直接对应关系. 因此，SD和PD试样断裂时均发生穿晶断裂，具有相同的断裂行为和抗断裂能力. 图5b为拉伸过程中SD和PD试样变形区沿拉伸方向的局部应变最大值与最小值差值ΔY的变化. 可



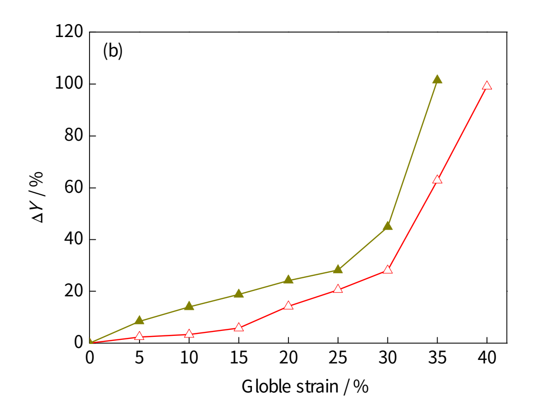


图5 SD和PD试样在不同拉伸阶段所对应的轴向局部应变的最大值及最大值与最小值的差值

Fig.5 The maximum local strain Y_{max} (a) and the difference value between the maximum and minimum of local strain ΔY (b) in Figs.4c and 4d

以看出, SD试样的应变差较小, 即SD试样在拉伸过程中应变(应力)分布的均匀性较好, 说明SD试样具有更高的变形一致性.

3 分析讨论

3.1 组织各向异性

由图1可以看出, 连续柱状晶组织的各向异性包括晶界分布各向异性和晶粒取向各向异性. 当沿SD拉伸时, 所有晶界与变形方向平行; 而沿PD拉伸时, 所有晶界与变形方向垂直. 此外, XRD谱(图1c)也表明, 连续柱状晶组织试样沿凝固方向具有强[100]的择优取向. 为了进一步分析连续柱状晶Cu-Ni10Fe1Mn合金的取向各向异性, 采用EBSD取向分析方法对沿SD和PD的晶粒取向分布进行了统计, 所统计的晶粒数目超过20个. 图6a和b为SD和PD试样沿拉伸方向的反极图(IPF), 表明试样沿SD和PD均具有[100]择优取向, 沿SD所有晶粒取向均分布于[100]附近, 但沿PD的部分晶粒取向分散于[001]-[011]之间. 连续柱状晶组织的这种取向特征是由连续定向凝固单向传热条件所决定的, 即所有柱状晶晶粒在单向传热条件的约束下, 具有fcc结构的CuNi10Fe1Mn合金沿易结晶的<001>方向生长, 从而形成沿SD的强[100]取向. 而沿PD的晶体生长没有约束, 理论上柱状晶晶粒可在与[100]方向垂直的面内随机取向, 或者说晶粒能够以SD为轴旋转, 如图6c所示, 但图6b表明, 合金沿PD也显示出一定的[100]取向性, 但取向分散性较沿SD大. 图6d是fcc金属中取向三角形的等Schmid因子线分布图. 可以直观地看出, 晶粒沿SD所对应的Schmid因子分布在0.41~0.48之间; 而沿PD对应的Schmid因子分布于0.41~0.50.

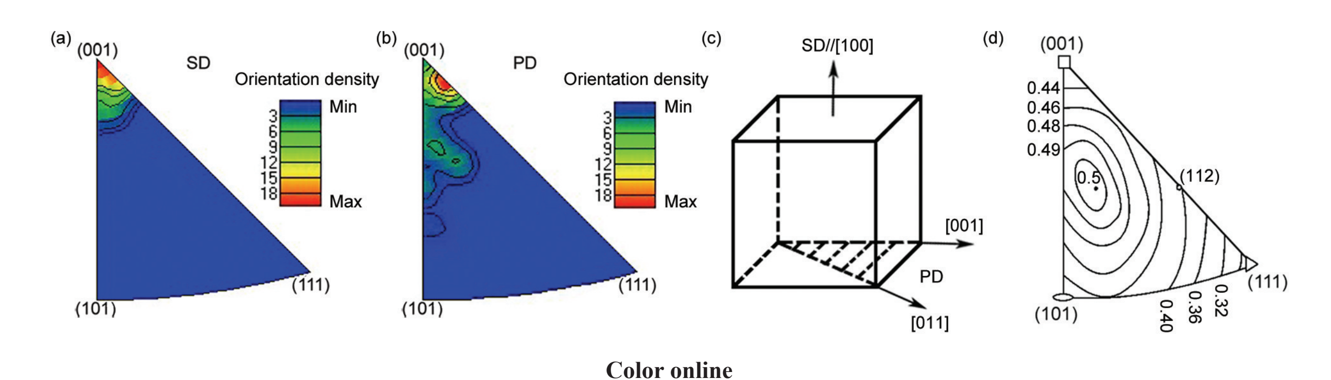
3.2 变形行为的取向依赖性

对于fcc结构的CuNi10Fe1Mn合金而言, 由于Cu和Ni无限互溶, 是一种高度固溶的单相组织, 具有中低层错能, 低应变速率室温拉伸时主要的变形机制是位错滑移, 可开动的滑移系统有12个. 但晶粒取向不同, 在变形时可开动滑移系统的数目、难易程度都不相同, 其中滑移系统开动的难易程度可以通过Schmid因子来判断. 从晶粒取向所对应的Schmid因子来看(图6d), PD的Schmid因子更大, 说明柱状晶沿PD拉伸变形时, 滑移系开动所需的切应力更小, 即更容易发生变形. 但力学测试结果(图2)表明, 与SD相比, 沿PD拉伸时, 合金的屈服强度明显增加. 这是因为, Schmid因子的大小仅能反映晶粒滑移系统开动的难易程度, 而对于多晶合金, 其变形行为在很大程度上受到相邻晶粒取向差(或变形一致性)的影响. 由图6a和b可以明显看出, 与SD相比, 沿PD取向分散性较大, 因此沿PD合金的变形一致性较低, 在晶界处易产生应力集中(图4b).

以位错滑移为变形机制的合金, 拉伸应力σ与位错开动的临界分切应力τ之间具有如下关系[23]:

$$\sigma = m\tau \tag{2}$$

式中, m为Taylor因子. 对于fcc结构的单晶体, 不同取向的m值可由图6d直接换算而得. 对于fcc结构的普通多晶组织, 可取平均Taylor因子$\overline{m}$=3.06[23], 而普通铸造多晶组织CuNi10Fe1Mn合金的屈服强度约为120 MPa[22,24], 由式(2)可以计算出CuNi10Fe1Mn合金的临界分切应力τ=39.2 MPa. 由实验可知, SD试样的屈服强度为85 MPa, 则$\overline{m}_{SD}$=2.17; PD试样的屈服强度为115 MPa, 则$\overline{m}_{PD}$=2.93. 根据Taylor塑性变形理论, $\overline{m}$值的大小反映了多晶体抵抗塑性变形的能力. 从以上计算结果可知, 连续



Color online

图6 连续柱状晶组织CuNi10Fe1Mn合金沿SD和PD方向的反极图和等Schmid因子分布线图

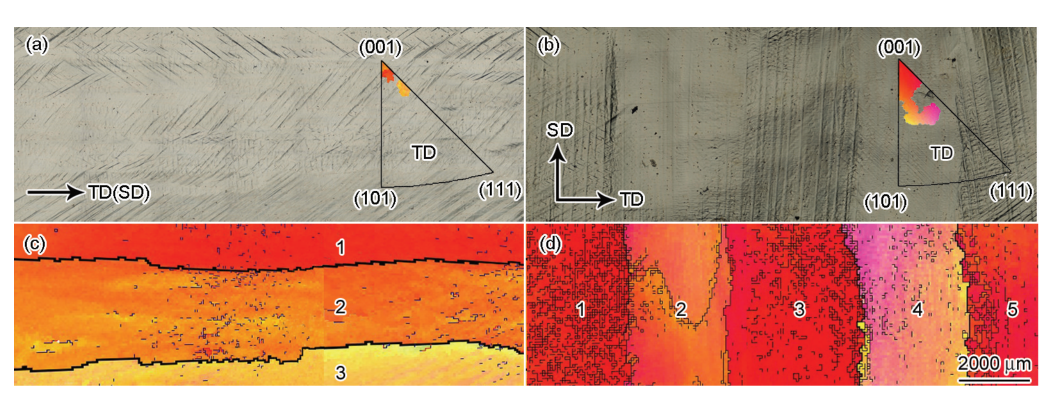
Fig.6 Inverse pole figures (IPFs) along SD (a) and PD (b) of CCG CuNi10Fe1Mn alloy, schematic of columnar grain growth orientation (c) and contour lines of Schmid factors in orientation triangle (d)

柱状晶组织CuNi10Fe1Mn合金沿SD的$\overline{m}$值接近2.0 (m值的理论最小值), 因此表现出较低的变形抗力; 而沿PD的$\overline{m}$值较大, 表现出较高的变形抗力. 无论沿SD还是PD, $\overline{m}$值均小于普通多晶组织. 因此连续柱状晶组织CuNi10Fe1Mn合金在变形时具有比普通多晶组织更低的变形抗力.

为了进一步研究组织各向异性对试样变形的影响, 对SD和PD试样的变形组织进行了分析, 如图7所示. 图7分别为SD和PD试样在拉伸至应变15%后卸载的OM像和EBSD取向分布图. 从变形后试样表面的OM像(图7a和b)可以看到明显的滑移线以及形变带, 通过对滑移迹线的分析, 可以了解各晶粒滑移系统的开动情况. 当试样发生变形后, 不同取向的晶粒内部滑移系相继启动, 各个晶粒内部和晶界附近产生小角界面.

SD拉伸试样的观察区域包含3个晶粒, 从上到下依次标记为晶粒1, 2和3, 3个晶粒沿拉伸方向TD的取向分别为$[0\bar{1}0]$, $[\bar{1}00]$和$[6\bar{1}0]$, 均分布在<001>附近, 3个晶粒形成的2条晶界的取向差从上到下分别为23.1°和40.3°(图7c). 对图7a中OM像的滑移迹线进行了统计, 结果如表1所示, 晶粒1中可见2组相互交叉的滑移迹线, 它们与拉伸轴夹角分别约为39°和43°; 晶粒2包含3组迹线, 但它们并不相交, 绝大部分迹线与拉伸轴夹角呈57°, 并且存在少量与拉伸轴夹角为36°和63°的滑移迹线; 晶粒3中只观察到1组迹线, 与拉伸轴夹角呈44°. 通过迹线与拉伸轴的夹角值, 可以估算产生相应迹线可能开动的滑移系统, 继而算出该滑移系统所对应的Schmid因子, 如表1所示. 计算结果表明, 晶粒1中存在的2组滑移迹线和晶粒2中存在的3组迹线, 其对应的Schmid因子均为0.41, 晶粒3中迹线对应Schmid因子最高为0.46. 可以看出, 3个晶粒开动的滑移系统的Schmid因子相近, 表明滑移系统可在相近的应力下开动, 而且3个晶粒中滑移迹线分布较均匀, 明暗衬度一致, 这表明连续柱状晶组织沿SD变形时具有高的变形一致性. 其次, 由图7c可知, SD试样的晶界与拉伸方向平行, 所有柱状晶晶粒沿SD贯穿整个拉伸试样, 即晶粒在拉伸方向上具有连续性, 因此, 连续柱状晶沿SD变形时, 晶粒取向的一致性和不含横向晶界的组织特点, 使其沿拉伸方向具有高的变形一致性, 在变形过程中晶粒均匀变形, 变形后试样沿拉伸方向平直, 不同晶粒间的凹凸程度较轻(图3a).

PD试样的观察区域内包含5个晶粒, 沿拉伸方向的晶粒取向从左到右依次为$[0\bar{1}0]$, $[0\bar{3}1]$, $[0\bar{7}1]$, $[0\bar{2}1]$和$[\bar{1}00]$, 晶粒间取向差依次为16.4°, 9.0°, 17.5°和21.6°, 具有一定的取向分散性(图7d). 从图7b和d可以明显看出, 不同晶粒的滑移线痕迹和微观形变组织存在明显的差异, 即晶粒2和晶粒4中的迹线较浅; 而晶粒1, 晶粒3和晶粒5的迹线较深, 在晶界附近有大量的亚结构产生. 这些均反映出不同晶粒间强烈的变形不均匀性. 对迹线进行统计分析的结果也列于表1中, 可以看出, PD试样的主要滑移线基本和拉伸轴呈现2个夹角, 晶粒间的变形一致性差, 需要开动更多的滑移系统. 此外, 不同滑移系统所对应的Schmid因子差异较大, 尤其在晶粒3中, 仅开动b和c滑移系统(Schmid因子为0.46)已经无法满足良好的变形一致性, 需开动Schmid因子为0.39的a和d滑移系. 所以, PD试样在变形过程中, 由于晶粒取向存在一定的分散性, 晶粒的变形难易程度存在一定的差异, 而且在横向晶界的约束下, 为保证试样在晶界处变形的连续性, 晶界两侧的晶粒强制变形一致, 从而在晶界附近产生局部不均匀变形[25](图7d)和局部应力集中(图4b). 沿PD变



Color online

图7 拉伸试样在应变15%时的OM像和EBSD取向图

Fig.7 OM images with inserted grain orientation distribution (a, b) and corresponding EBSD images (c, d) for SD (a, c) and PD (b, d) samples under strain 15% (The miller indices in SD grains are $(001)[0\bar{1}0]$, $(138)[\bar{1}00]$ and $(013)[6\bar{1}0]$ marked 1, 2 and 3 in Fig.7c, and $(105)[0\bar{1}0]$, $(013)[0\bar{3}1]$, $(017)[0\bar{7}1]$, $(148)[0\bar{2}1]$ and $(001)[\bar{1}00]$ marked 1 to 5 in Fig.7d, TD—tensile direction)

表1 拉伸试样在应变15%时晶粒内滑移线和拉伸轴之间的夹角及Schmid因子值

Table 1 Angles between slip bands and tensile direction in each grain of SD and PD samples and Schmid factors under strain 15%

Grain	Actual angle	Theoretical angle	Activated slip system	Schmid factor
SD-grain 1	43°±1°	45.0°	a, b, c, d	0.41
	39°±1°	45.0°	a, b, c, d	0.41
SD-grain 2	36°±1°	36.2°	c	0.41
	57°±1°	55.5°	a	0.41
	63°±2°	63.1°	d	0.41
SD-grain 3	44°±1°	47.4°	c	0.46, 0.39, 0.08
PD-grain 1	38°±1°	40.4°	b, d	0.41
	51°±1°	51.9°	a, c	0.41
PD-grain 2	49°±1°	51.7°	b, c	0.49, 0.33, 0.16
PD-grain 3	49°±1°	48.5°	b, c	0.46, 0.39, 0.07
	38°±1°	40.3°	a, d	0.39, 0.34, 0.05
PD-grain 4	49°±1°	52.1°	b	0.49, 0.24
	52°±1°	54.9°	c	0.49, 0.24
PD-grain 5	51°±1°	45.0°	a, b, c, d	0.41
	46°±2°	45.0°	a, b, c, d	0.41

Note: The slip systems in fcc are: a— $(111)[1\bar{1}0]$, $(111)[10\bar{1}]$, $(111)[01\bar{1}]$; b— $(11\bar{1})[1\bar{1}0]$, $(11\bar{1})[101]$, $(11\bar{1})[011]$; c— $(1\bar{1}1)[110]$, $(1\bar{1}1)[10\bar{1}]$, $(1\bar{1}1)[011]$ and d— $(\bar{1}11)[110]$, $(\bar{1}11)[101]$, $(\bar{1}11)[01\bar{1}]$. The underlined numbers are the maximum Schmid factors for each grain

形时, 各晶粒由于变形的不均匀性, 造成试样沿拉伸方向出现明显的凹凸现象(竹节状变形, 图3b). 柱状晶组织CuNi10Fe1Mn合金试样沿SD变形时, 所有晶粒的Schmid因子值相近, 变形时应力分布均匀, 具有高变形一致性; 而试样沿PD变形时, 不同晶粒的Schmid因子差异较大, 需要开动更多的滑移系统来协调变形, 在晶界附近亚结构增多, 造成明显的晶界应力集中.

通过上述讨论可知, 合金沿SD和PD拉伸时出现了明显的变形行为的各向异性, 是因为连续柱状

晶组织CuNi10Fe1Mn合金具有组织各向异性. 但组织异向性没有对试样的塑性产生较大的影响, 即合金的塑性各向异性水平较低. 造成这种现象的原因可能有如下两个方面: 一是尽管合金沿PD具有[001]-[011]的取向分散性, 但晶粒取向在[100]附近的比例较大, 因而合金沿SD和PD均具有[100]择优取向(图6); 二是尽管合金的晶界分布具有各向异性, 但从合金的断裂行为可以看出(图3和4), 晶界不是裂纹扩展的优先通道, 横向晶界对PD试样伸长的阻碍效果不显著, 因而SD和PD试样的断裂行为相同, 均发生穿晶断裂. 所以, 连续柱状晶组织CuNi10Fe1Mn合金沿SD和PD拉伸后, 断后伸长率差异较小, 塑性各向异性小于15%.

4 结论

(1) 柱状晶组织CuNi10Fe1Mn合金试样沿SD和PD均具有[100]择优取向, 但沿SD所有晶粒取向都分布于[100]附近, 沿PD晶粒取向分散于[001]-[011]之间, 具有一定的取向分散性.

(2) 柱状晶组织CuNi10Fe1Mn合金试样沿SD和PD的平均Taylor因子分别约为2.17和2.93, 均小于普通多晶组织(3.07); 沿SD晶粒变形一致, 屈服强度和抗拉强度分别为85和215 MPa, 断后伸长率达到42%, 具有典型韧性断口; 而沿PD变形时, 屈服强度和抗拉强度分别为115和229 MPa, 断后伸长率为36%, 具有混合型断口.

(3) 柱状晶组织CuNi10Fe1Mn合金晶粒取向和晶界分布的各向异性是造成变形行为各向异性的原因.

参考文献

[1] Ohno A, Soda H, McLean A, Yamazaki H. *Adv Mater*, 1990; 28: 161

[2] Onaka S, Kato H, Hashimoto S, Miura S. *J Jpn Inst Met*, 1995; 59: 607

[3] Zhang Z M, Lü T, Xu C J, Guo X F. *Acta Metall Sin (Engl Lett)*, 2008; 21: 275

[4] Ji D P, Liu X F, Xie J X, Yu J W, Li W H, Rong M L. *Acta Metall Sin*, 2006; 42: 1243
(季灯平, 刘雪峰, 谢建新, 余均武, 李卫河, 荣鸣雷. 金属学报, 2006; 42: 1243)

[5] Wang Y, Huang H Y, Xie J X. *Mater Sci Eng*, 2011; A530: 418

[6] Xie J X, Wang Y, Huang H Y. *Chin J Nonferrous Met*, 2011; 21: 2324
(谢建新, 王 宇, 黄海友. 中国有色金属学报, 2011; 21: 2324)

[7] Gao K W, Liu M Y, Zou F L, Pang X L, Xie J X. *Mater Sci Eng*, 2010; A527: 4750

[8] Gan C L, Liu X F, Huang H Y, Xie J X. *Mater Sci Eng*, 2013; A579: 202

[9] Zhang H, Xie J X, Wang Z D. *J Univ Sci Technol Beijing (Engl Ed)*, 2004; 11: 240

[10] Gan C L, Liu X F, Huang H Y, Xie J X. *Acta Metall Sin*, 2010; 46: 1549
(甘春雷, 刘雪峰, 黄海友, 谢建新. 金属学报, 2010; 46: 1549)

[11] Mei J, Liu X H, Jiang Y B, Xie J X. *Chin J Nonferrous Met*, 2012; 22: 2529
(梅 俊, 刘新华, 姜雁斌, 谢建新. 中国有色金属学报, 2012; 22: 2529)

[12] Xie J X, Lou H F, Wang Z D, Hu P X, Zhang H, Dong Y Z, Kang J L, Miao G W, Fu X Z, Yan M, Guan B H, Jiang X L. *Chin Pat*, *200710065281.9*, 2007
(谢建新, 娄花芬, 王自东, 胡萍霞, 张 鸿, 董亚正, 康敬乐, 苗国伟, 符学智, 闫 敏, 关保红, 蒋小亮. 中国专利, 200710065281.9, 2007)

[13] Xie J X, Mei J, Liu X H, Liu X F. *Chin Pat*, *201010501407.4*, 2011
(谢建新, 梅 俊, 刘新华, 刘雪峰. 中国专利, 201010501407.4, 2011)

[14] Mei J, Liu X H, Xie J X. *Int J Min Met Mater*, 2012; 19: 339

[15] Fu Y B, Yan Z M, Li T J, Chen P, Cheng Y F, Yin G M. *Mater Des*, 2009; 30: 4478

[16] Li X T, Guo Z X, Zhao X W, Wei B, Chen F B, Li T J. *Foundry*, 2007; 56: 691
(李新涛, 郭照相, 赵祥伟, 魏 笔, 陈风宝, 李廷举. 铸造, 2007; 56: 691)

[17] Daly S, Ravichandran G, Bhattacharya K. *Acta Mater*, 2007; 55: 3593

[18] Efstathiou C, Sehitoglu H, Carroll J, Lambros J, Maier H J. *Acta Mater*, 2008; 56: 3791

[19] Morgeneyer T F, Taillandier-Thomas T, Helfen L, Baumbach T, Sinclair I, Roux S, Hild F. *Acta Mater*, 2008; 69: 78

[20] Zou F L, Gao K W, Zhu Q F, Xie J X. *Acta Metall Sin*, 2008; 44: 297
(邹风雷, 高克玮, 朱其芳, 谢建新. 金属学报, 2008; 44: 297)

[21] Bradley A J, Cox W F, Goldschmidt H J. *J Inst Met*, 1941; 67: 189

[22] DKI German Copper Institute Booklet. *Copper Nickel Alloys: Properties, Processing, Application*. http://www.copper.org/applications/marine/cuni/txt_DKI, 2010

[23] Courtney T H. *Mechanical Behavior of Materials*. 2nd Ed, New York: McGraw-Hill Companies Inc., 2000: 159

[24] Li X T, Zhao X W, Wei B, Chen F B, Yan Z M, Li T J. *Chin J Nonferr Met*, 2007; 17: 922
(李新涛, 赵祥伟, 魏 笔, 陈风宝, 阎志明, 李廷举. 中国有色金属学报, 2007; 17: 922)

[25] Zaefferer S, Kuo J C, Zhao Z, Winning M, Raabe D. *Acta Mater*, 2003; 51: 4719

(责任编辑:毕淑娟)

